Nb 对 Ti-Mo 微合金钢连续冷却相变规律及组织性能的影响

何仙灵[1] 杨庚蔚[1] 毛新平[1,2] 余驰斌[1] 达传李[1] 甘晓龙[1,2]

1 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室 武汉 430081

2 武汉钢铁(集团)公司研究院 武汉 430083

摘 要 利用热模拟试验机、SEM、HRTEM 及 EDS 研究了 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 低碳微合金钢的连续冷却转变规律，探讨了 Nb 对 Ti-Mo 微合金钢组织及性能的影响。结果表明：Nb 元素能够提高钢的 Ac_1 和 Ac_3 温度，降低冷却过程中奥氏体的分解温度，缩小铁素体-珠光体相区，使贝氏体相区向左下方移动。此外，Nb 的添加能够细化 Ti-Mo-Nb 微合金钢中的组织，提高硬度。利用 HRTEM 对冷速为 50 ℃/s 的样品进行分析，发现：Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 微合金钢中均存在少量应变诱导析出的碳化物，分别为(Ti, Mo)C 和 (Ti, Nb, Mo)C 粒子，呈随机分布。2 种析出物均为 NaCl 型结构，其晶格常数分别为 0.432 和 0.436 nm，平均粒径分别为 12.11 和 8.69 nm。Ti-Mo-Nb 微合金钢中析出相体积分数更多，尺寸更小，是其组织细化，硬度提高的主要原因。

关键词 钛微合金钢，CCT 曲线，Nb，纳米析出，硬度

中图分类号 TG142 **文章编号** 0412-1961(2017)00−0000−00

Effect of Nb on the Continuous Cooling Transformation Rule and Microstructure, Mechanical Properties of Ti-Mo Bearing Microalloyed steel

HE Xianling [1], YANG Gengwei [1], MAO Xinping [1,2], YU Chibin [1], DA Chuanli [1], GAN Xiaolong [1,2]

1 State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China

2 Research and Development Institute, Wuhan Iron and Steel (Group) Co., Ltd, Wuhan, 430083, China

Correspondent: YANG Gengwei, lecturer, Tel: 15271899892, E-mail: yanggengwei@126.com

Supported by China Postdoctoral Science Foundation(No.2014M562072)

Manuscript received 2016-10-05, in revised form 2017-03-07

ABSTRACT In recent years, with the fast development of automotive industry, more and more attention has been focused on developing high strength automobile steels with excellent formability. The microalloying elements, such as Nb, Ti, Mo, which can facilitate grain refinement and precipitation hardening, were added into steels to achieve high strength and good formability. The Ti-Mo and Ti-Mo-Nb microalloyed high strength ferritic steel were developed. In this work, the continuous cooling transformation curves (CCT) of Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels were obtained. And the effect of Nb on the microstructure and mechanical properties of Ti-Mo low carbon microalloyed steel was investigated by means of SEM, HRTEM and EDS. The results showed that Nb could raise the Ac_1 and Ac_3 temperatures, and restrain the ferrite-pearlite and bainite transformation. Moreover, Nb could also refine the microstructure and harden the matrix of steel which attributed to the strain-induced precipitation of nano-sized (Ti, Nb, Mo)C particles identified by HRTEM and EDS. It was also found that the strain-induced precipitation of (Ti, Mo)C was existed in the Ti-Mo steel. And both of (Ti, Mo)C and (Ti, Nb, Mo)C particles

资助项目 中国博士后科学基金项目 No.2014M562072

收稿日期 2016-10-05 **定稿日期** 2017-03-07

作者简介 何仙灵，男，1991 年生，硕士

通讯作者 杨庚蔚，yanggengwei@126.com，主要从事高性能钢铁材料的研究与开发工作

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00437

were NaCl type structure. The lattice constants/the average particle sizes of (Ti, Mo)C and (Ti, Nb, Mo)C were 0.432 nm and 0.436 nm / 12.11 nm and 8.69 nm, respectively.

KEY WORDS Ti microalloyed steel, CCT curve, Nb, nano-sized precipitation, hardness

目前，研制高性能汽车用钢用于满足汽车轻量化及安全性能的需要已成为钢铁材料领域的研究热点。超高强度铁素体钢具有成本低，塑韧性、成型性、焊接性能好等优点，是高性能汽车用钢的一个重要发展方向[1~3]。但目前国内生产的铁素体钢强度相对较低，难以满足汽车工业发展的需要，通常需要在钢中添加 Ti、Nb、Mo、V 等一种或者多种微合金元素，借助固溶强化、细晶强化和沉淀强化来实现钢材强度的提高[4~10]。近年来，Funakawa 等[11]采用 Ti-Mo 微合金化技术，发展出了一种抗拉强度超过 780 MPa 的超高强度铁素体汽车钢，其沉淀强化增量达到 300 MPa。在此基础上，张正延等[12]对低碳 Nb-Mo 钢进行了系统研究，发现与 Nb 钢相比，Nb-Mo 钢的组织更为细小，且尺寸在 10 nm 以下的纳米级 *M*C 型析出相(Nb, Mo)C 含量较高，这种纳米级的析出相具有较高的沉淀强化增量。Jang[13]研究 Ti-Nb 和 Ti-Nb-Mo 微合金钢在 700 ℃下的相间析出及不同温度、不同时间时效处理后碳化物粗化情况时，发现 Mo 能显著降低碳化物的尺寸，并强烈抑制热处理过程中的粗化；卜凡征等[14]研究 Ti-Nb-Mo 复合微合金钢回火过程中纳米碳化物的析出行为时发现，热轧空冷后的实验用钢经 650 ℃回火 0.5 h 后的屈服强度明显提升，经透射电镜(TEM)观察，回火后铁素体基体和位错上形成了大量细小且分布均匀的纳米碳化物颗粒。上述研究表明，在钢中复合添加 Ti、Nb、Mo 微合金元素，通过微合金元素之间的相互作用，在钢中可获得大量细小、稳定的第二相粒子，利用其细晶和沉淀强化作用，有望大幅提高铁素体汽车用钢的强度。然而，目前相关研究多集中于微合金第二相的析出行为及强化机理方面。

基于此，本工作以 Ti-Mo 及 Ti-Nb-Mo 低碳微合金钢为研究对象，利用热模拟试验机、扫描电镜(SEM)、高分辨透射电镜(HRTEM)等系统研究 Nb 对微合金钢相变规律及组织性能的影响，为 Ti-Mo-Nb 系超高强度铁素体汽车用钢的发展奠定理论基础。

1 实验方法

实验用微合金钢均采用 50 kg 真空感应炉熔炼，切去缩孔，锻成尺寸为 250 mm×100 mm×60 mm 的铸坯，其化学成分如表 1 所示。将铸坯加热至 1250 ℃保温 2 h 后进行冷却，再将其加工成直径 8 mm、长 12 mm 的热模拟试样。利用 THERMECMASTER-Z 型热模拟试验机测定其动态连续冷却转变(continuous cooling transformation, CCT)曲线，具体工艺路线如图 1 所示。首先，将试样以 20 ℃/s 的加热速率加热至 1250 ℃保温 3 min，再以 10 ℃/s 的冷速冷却至 1050 ℃，保温 2 s 后以 5 s^{-1} 的应变速率变形 50%，再以 10 ℃/s 的冷速冷却至 900 ℃等温 2 s 后变形 30 %，应变速率为 5 s^{-1}，变形后的样品分别以 0.5、1、5、10、20、30、50 ℃/s 的冷却速率冷却至室温，记录不同工艺条件下的热膨胀曲线。

表 1 微合金钢的化学成分

Table 1 Chemical composition of the microalloyed steels

(mass fraction / %)

Steel	C	Si	Mn	Ti	Mo	Nb	Cr	N	Fe
Ti-Mo	0.06	0.07	1.44	0.097	0.28	/	0.21	0.0035	Bal.
Ti-Nb-Mo	0.06	0.088	1.46	0.1	0.29	0.074	0.2	0.0083	Bal.

利用线切割机将不同工艺下的热模拟试样样品沿轴线切开，制成金相试样。经磨光和抛光后在 4% (体积分数)硝酸酒精溶液中腐蚀 15 s，采用 Axiplan2 Imaging 型光学显微镜(OM)及 Nova 400 Nano 扫描电镜(SEM)进行组织观察；利用 HV-1000B 型 Vickers 硬度计测定组织硬度，载荷为 200 g，加载时间为 10 s。

为进一步观察试样中的析出相，采用碳膜萃取复型法制备透射试样，并在 JEM-2100 场发射高分辨透射电镜(HRTEM)下进行观察，利用其附带的能谱仪(EDS)对析出相成分进行表征，利用截线法统计第二相粒子尺寸大小。其中碳膜萃取复型试样制备过程为：试样经抛磨深腐蚀后，表面喷碳。用小刀在喷碳后的样品表明刻画 3 mm×3 mm 的小方格后再用体积分数为 4%的硝酸酒精溶液萃取碳膜，将碳膜捞入无水酒精中清洗，放入去离子水中，用 Cu 网捞取并放在滤纸上自然沥干。

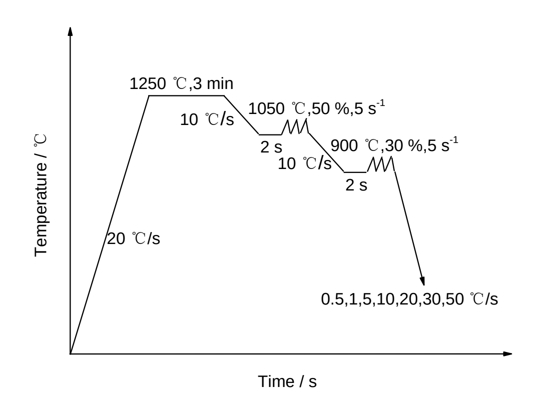


图 1 测定动态连续冷却转变(CCT)曲线示意图

Fig.1 Schematic of dynamic continuous cooling transformation (CCT) curve

2 实验结果与讨论

2.1 Nb 对不同钢连续冷却转变规律的影响

图 2 为 Ti-Mo 钢和 Ti-Mo-Nb 钢的温度-膨胀量曲线。利用切线法测出，Ti-Mo 钢加热时，铁素体开始转变为奥氏体的温度(Ac_1)为 804 ℃，转变结束温度(Ac_3)为 906 ℃；Ti-Mo-Nb 钢的 Ac_1 为 845 ℃，Ac_3 为 941 ℃。

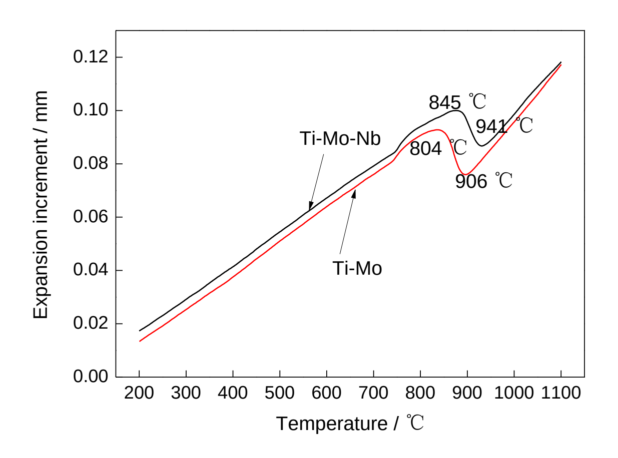


图 2 Ti-Mo 钢和 Ti-Mo-Nb 钢的温度-膨胀量曲线

Fig.2 Temperature-expansion curves of Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels

Nb 属于强碳化物形成元素。Nb 在钢中主要以固溶态和析出态的形式存在。加热过程中，钢中固溶 Nb 元素与 C 原子的亲和力较大，将降低 C 原子在钢中的扩散速率，减缓相变过程，进而提高相变温度；另一方面，Zhang[15]的研究表明，当 Nb 以析出态形式存在时，将与钢中 C 元素结合形成碳化物，降低奥氏体中固溶 Nb 和 C 的含量，使得 Nb 微合金钢的 Ac_1 和 Ac_3 升高，与本工作中的结果一致。

图 3 是 Ti-Mo 钢经不同冷速冷却后的 SEM 像。从图中可以看出，当冷速为 0.5 ℃/s 时，组织为多边形铁素体+少量珠光体，铁素体平均晶粒尺寸为 5.0 μm(图 3a)；当冷却速率升高至 1 ℃/s 时，钢中出现了少量粒状贝氏体，基体组织由铁素体+珠光体+粒状贝氏体组成，且钢中的珠光体明显减少(图 3b)；随着冷速的增加，钢中贝氏体不断增多，铁素体含量逐渐减小(图 3c~g)。当冷却速率为 10 ℃/s 时，基体组织为粒状贝氏体+少量多边形铁素体(图 3d)；随着冷却速率进一步增大至 20 ℃/s 时，钢中多边形铁素体已完全消失，基体组织由粒状贝氏体+板条贝氏体组成(图 3e)。且随着冷速继续增加至 50 ℃/s 时，钢中板条贝氏体的体积分数不断增大(图 3f 和 g)。

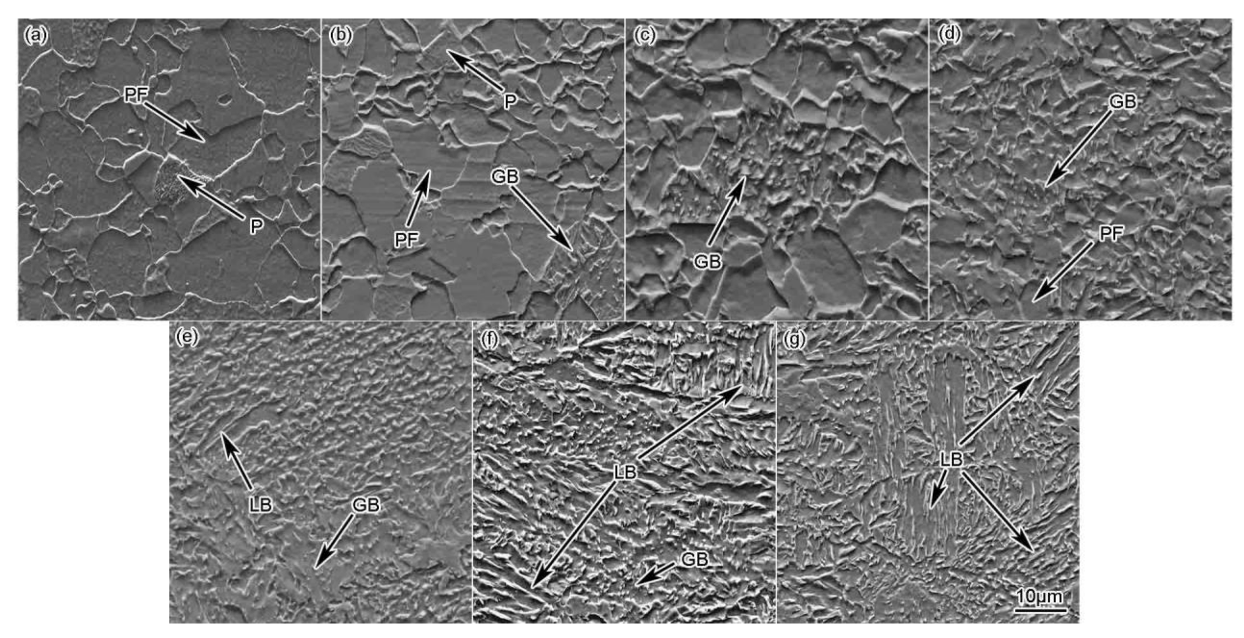


图 3 Ti-Mo 钢经不同冷速冷却后的 SEM 像

Fig.3 SEM images of Ti-Mo steel cooled by different cooling rates (P—pearlite, PF—polygonal ferrite, GB—granular bainite, LB—lath bainite)

(a) 0.5 ℃/s (b) 1 ℃/s (c) 5 ℃/s (d) 10 ℃/s (e) 20 ℃/s (f) 30 ℃/s (g) 50 ℃/s

Ti-Mo-Nb 钢经不同冷速冷却后的 SEM 像如图 4 所示。对比相同冷却条件下 Ti-Mo 钢中的组织可以发现，当冷却速率为 0.5 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中组织同样为多边形铁素体+少量珠光体，但其铁素体平均晶粒尺寸仅为 3.7 μm(图 4a)。相关研究[16,17]表明：Ti-Mo-Nb 钢在均热、冷却及变形过程中，钢中的 Nb 会与 C、N 元素结合形成 Nb(C, N)粒子使得奥氏体中的固溶 C 含量减少，降低了奥氏体的稳定性，增加了铁素体转变的驱动力；另一方面，钢中析出的 Nb(C, N)粒子能够钉扎晶界、抑制奥氏体晶粒长大及再结晶的发生，细化奥氏体晶粒尺寸，从而提高铁素体的形核率，细化铁素体晶粒。当冷却速率为 1 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中组织为铁素体，珠光体明显减少，但并未发现粒状贝氏体(图 4b)。这主要是由于钢中固溶 C 含量的降低以及晶粒细化有利于高温扩散型相变的发生，使得贝氏体相变推迟。冷却速率为 5 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中组织为铁素体+粒状贝氏体，与 Ti-Mo 钢中的类似。当冷速为 10 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中的组织均为贝氏体，而 Ti-Mo 钢中仍然存在少量的铁素体(图 4d)。其主要原因是固溶在基体中的 Nb 元素，尤其是偏聚在晶界处的 Nb 与 C 发生相互作用，抑制了铁素体-珠光体的形核，进而推迟了铁素体-珠光体相变的进行。随着冷速的进一步增大，钢中板条贝氏体的量随冷速的增加不断增多(图 4e~g)，与 Ti-Mo 钢的结果一致。

利用热模拟试验机获得 Ti-Mo 钢和 Ti-Mo-Nb 钢在不同冷速条件下的温度-膨胀量曲线，采用切线法求得相变点，结合金相组织及硬度获得 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢的动态 CCT 曲线，如图 5 所示。从图中可以看出，在 0.5~50 ℃/s 的冷速范围内，2 种钢的动态 CCT 曲线均由铁素体-珠光体转变区和贝氏体转变区 2 部分组成。随着冷速的增加，铁素体-珠光体转变区逐渐缩小，贝氏体转变区扩大。2 种钢的奥氏体转变温度总体上均随着冷却速率的增加而逐渐降低。通过对比 2 种钢的动态 CCT 曲线可知：Ti-Mo-Nb 钢中过冷奥氏体分解温度降低，特别是形成贝氏体的临界冷速增大，贝氏体相变开始温度降低。当冷速为 5 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中奥氏体-铁素体相变温度约为 677.9 ℃，与 Ti-Mo 钢相比下降约 50 ℃；当冷速为 30 ℃/s 时，Ti-Mo-Nb 钢中贝氏体相变温度比 Ti-Mo 钢的低 30 ℃。其主要原因在于：热力学方面，Nb 作为铁素体形成元素，会提高奥氏体铁素体平衡转变温度(Ae_3)；但动力学上，由于 Nb 与 Fe 晶格有较大的错配度，钢中固溶的 Nb 易偏析至晶界，降低晶界能量，且 Nb 会降低钢中 C 原子的活度，抑制 C 原子扩散，进而抑制铁素体的形核[18]。此外，偏析至相界面的 Nb 原子还将对相界迁移产生强烈的拖拽效应，推迟奥氏体向铁素体转变，使得铁素体相变温度降低[19]。然而，溶质拖拽理论是基于扩散型相变，不适用于贝氏体转变。

Fossaert 等[20]指出 Nb 对贝氏体相变的抑制作用主要体现在，Nb 的偏析使奥氏体晶界稳定化，抑制了贝氏体铁素体在晶界的形核。另一方面，Yuan 等[21]的研究表明，当 Nb 以析出物形式存在时，较小尺寸的析出物沿晶界析出，共格或半共格的析出物/奥氏体界面将取代高界面能的奥氏体晶界，抑制铁素体、贝氏体的形核，从而降低其转变温度。

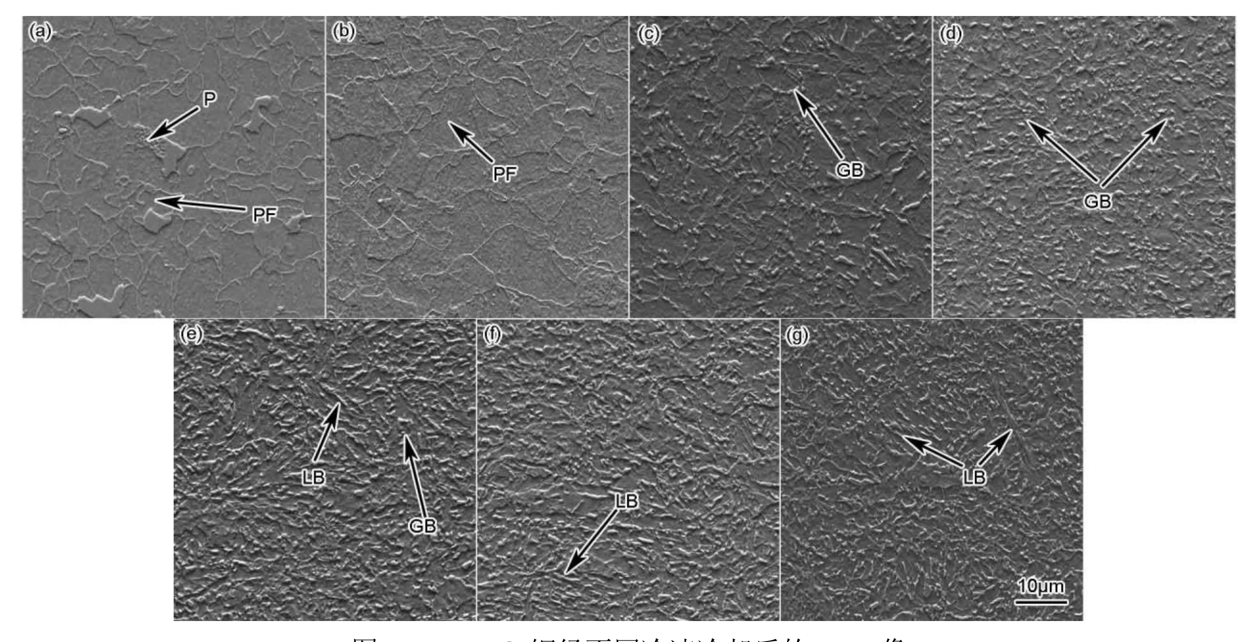
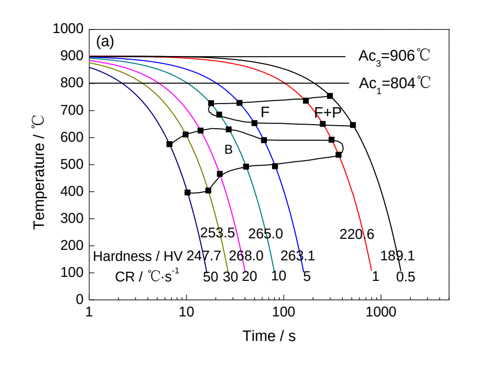


图 4 Ti-Mo-Nb 钢经不同冷速冷却后的 SEM 像

Fig.4 SEM images of Ti-Mo-Nb steel at different cooling rates

(a) 0.5 ℃/s (b) 1 ℃/s (c) 5 ℃/s (d) 10 ℃/s (e) 20 ℃/s (f) 30 ℃/s (g) 50 ℃/s



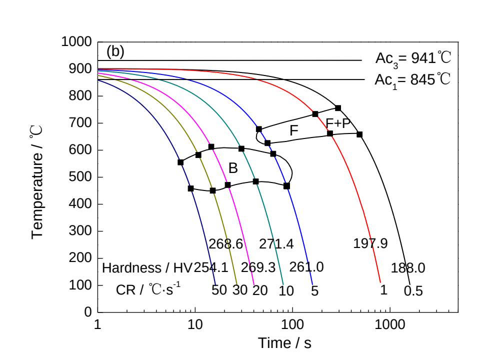


图 5 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢的动态连续冷却转变曲线

Fig.5 Dynamic continuous cooling transformation (CCT) curves of Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels (F—ferrite, B—bainite, CR—cooling rate, Ac_1—start temperature of austenite formation during heating, Ac_3—finish temperature of austenite formation during heating)

2.2 Nb 对不同钢组织性能的影响

图 6 为不同冷速下 2 种钢硬度的变化曲线。从图中可以看出，2 种钢的硬度均呈现出先快速增大后趋于平缓再缓慢下降的趋势。当冷速为 0.5 ℃/s 时，由于 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢的组织均为铁素体和珠光体组织，其硬度值相差不大，分别为 189.1 和 188.0 HV。冷速为 1 ℃/s 时，Ti-Mo 钢的显微硬度明显大于 Ti-Mo-Nb 钢。其主要原因是随着冷速的提高，Ti-Mo 钢中发生了贝氏体转变，贝氏体的硬度高于铁素体。当冷速为 5 ℃/s 时，2 种钢中组织主要由铁素体+贝氏体构成，显微硬度呈直线上升，但 2 者相差不大。当冷速为 10 ℃/s 时，2 种钢中硬度的增加趋势有所减缓，但 Ti-Mo-Nb 钢中的硬度明显高于 Ti-Mo 钢，分别为 271.4 和 265.0 HV。结合前述，其主要原因是 Ti-Mo 钢中仍存在少量的铁素体组织，而 Ti-Mo-Nb 钢的组织全部

为贝氏体。当冷速为 20、30、50 ℃/s 时，2 种钢组织全部为贝氏体，Ti-Mo 钢平均显微硬度分别为 268.0、253.5、245.1 HV；Ti-Mo-Nb 钢平均显微硬度分别为 269.3、268.6、254.1 HV。对比发现，2 种钢在高冷速下冷却时显微硬度稍有下降，但相同冷速条件下 Ti-Mo-Nb 钢的硬度要高于 Ti-Mo 钢。

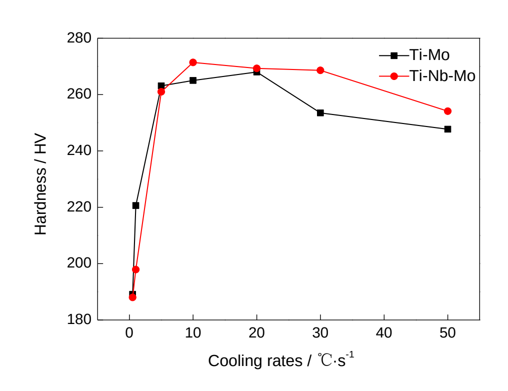


图 6 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢在不同冷速下冷却后的硬度

Fig.6 Hardness of Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels after cooling at different cooling rates

研究[22,23]表明，钢铁材料的硬度与基体中析出的第二相粒子体积分数、大小等因素密切相关。钢中微合金第二相体积分数越大、尺寸越小时，硬度越高。为获得不同钢中微合金第二相的析出量，本工作利用固溶度积公式及理想化学配比[24]，计算出相关元素在钢中的固溶量。其中 TiC、NbC 和 MoC 在奥氏体中的固溶度积公式[25~27]分别如下：

$$\lg\{[Ti][C]\}_{\gamma} = 2.75 - 7000/\mathrm{T} \tag{1}$$

$$\lg\{[Nb][C]\}_{\gamma} = 2.96 - 7510/\mathrm{T} \tag{2}$$

$$\lg\{[Mo][C]\}_{\gamma} = 1.29 - 523/\mathrm{T} \tag{3}$$

式中，[M](M=Ti, Nb, Mo, C)为 M 元素在奥氏体中的固溶量；γ 表示奥氏体；T 为固溶的温度， K。

再由析出相体积分数公式[24]计算得到不同钢的析出相体积分数 f_v：

$$f_v = (M - [M])\frac{\rho_{Fe}}{100\rho_{MC}} \tag{4}$$

式中，M 为(M=Ti, Nb, Mo, C)各元素在钢中的添加量(质量分数)；M-[M]为平衡状态下第二相的析出量；ρ_{Fe} 为 Fe 基体密度； ρ_{MC} 为析出碳化物密度，可用线性内插法[24]求得：

$$\rho_{MC} = k_1\rho_{M_1C} + k_2\rho_{M_2C} \tag{5}$$

式中，k_1 和 k_2 为 MC 相中 M_1C 和 M_2C 相所占的比例，由固溶度积公式求得，$k_1 + k_2$=1；ρ_{M_1C} , ρ_{M_2C} 分别为：ρ_{TiC} =4.944×10^3 kg/m^3， ρ_{NbC} =7.803×10^3 kg/m^3， ρ_{MoC} =8.774×10^3 kg/m^3。

计算获得 Ti-Mo 及 Ti-Mo-Nb 钢中析出相体积分数随温度的变化曲线如图 7 所示。从图中可以看出，平衡条件下，2 种钢中析出相的体积分数均随着温度的降低而增加，且 Ti-Mo-Nb 钢中析出相的体积分数明显大于 Ti-Mo 钢中微合金第二相的体积分数。如温度为 900 ℃时，Ti-Mo-Nb 钢和 Ti-Mo 钢中微合金第二相的体积分数分别为 0.2467%和 0.1601%。

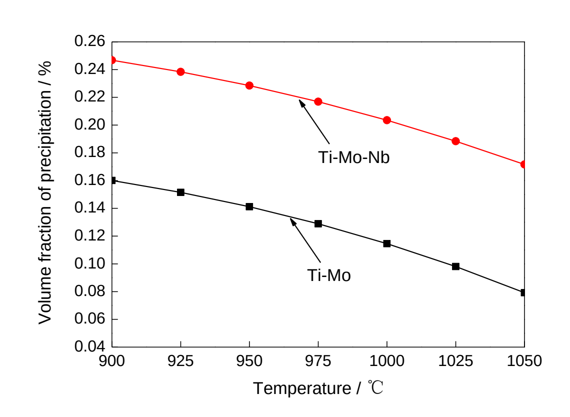


图 7 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢中析出相体积分数随温度的变化

Fig.7 Changes of precipitate volume fraction with temperature in Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels

图 8 所示的是 Ti-Mo 及 Ti-Mo-Nb 钢冷速为 50 ℃/s 时析出物的形貌及其对应的 EDS 谱。从图 8a 和 c 中可以看出，较高冷速下，2 种钢中均存在少量的近似球形、弥散分布的第二相粒子，且 Ti-Mo 钢的量明显少于 Ti-Mo-Nb 钢的量，与图 7 中的计算结果一致。利用 EDS 对其进行分析，发现 Ti-Mo 钢中的微合金第二相粒子主要为(Ti, Mo)C，而 Ti-Mo-Nb 钢中的主要为(Ti, Mo, Nb)C 粒子。结合 2 种钢的冷却条件可以发现，当冷速为 50 ℃/s 时，奥氏体转变为贝氏体组织，贝氏体相变属于半扩散型相变，C 原子不能进行长程扩散，而 C 主要在铁素体板条间形成碳化物，同时 Nb 和 Ti 的扩散能力下降，从而无法与 C 结合形成大量的(Nb, Ti)C 析出[28]。因此，钢中细小的(Ti, Mo)C 与(Ti, Mo, Nb)C 粒子主要是在变形过程中形变诱导析出的。

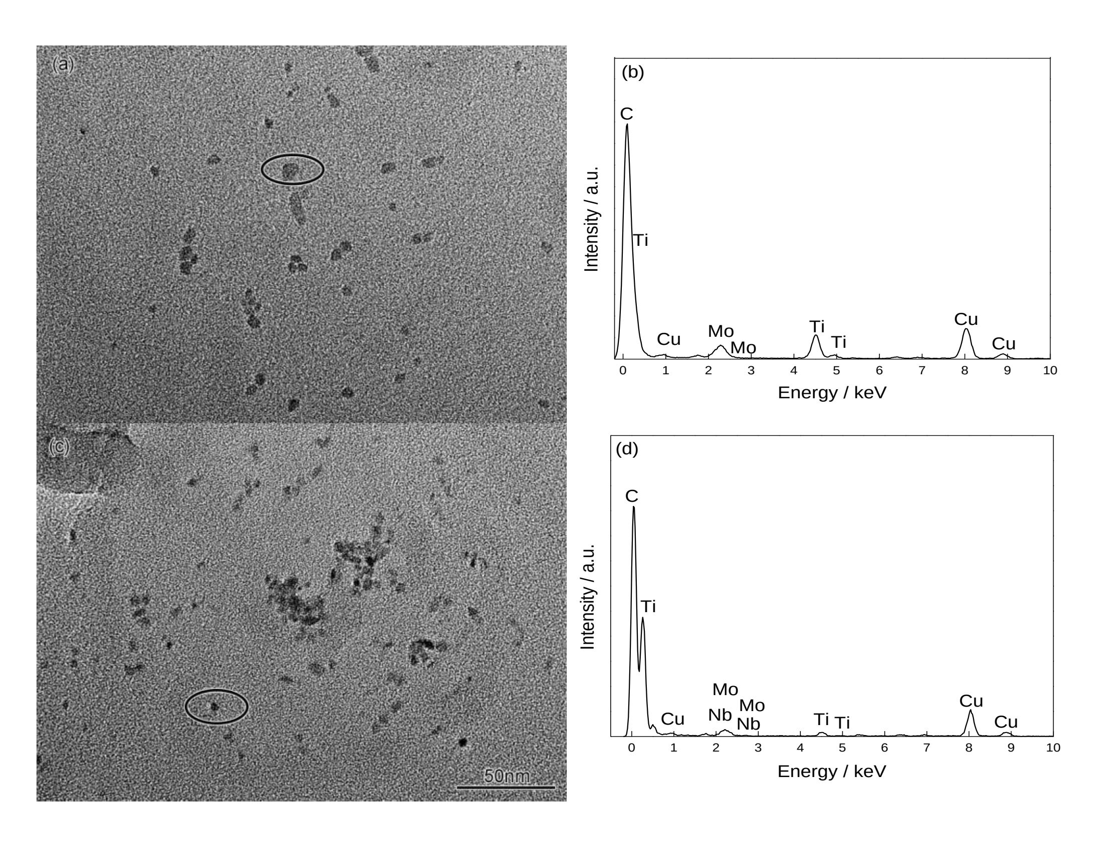


图 8 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢在冷速为 50 ℃/s 冷却时的析出相形貌及 EDS 谱

Fig .8 Morphologies (a, c) and EDS analyses (b, d) of the precipitates in Ti-Mo (a, c) and Ti-Mo-Nb (b, d) steels cooling at 50 ℃/s

对 2 种钢中的(Ti, Mo)C 和(Ti, Mo, Nb)C 粒子进一步做 HRTEM 分析，结果如图 9 所示。Fourier 变换谱分析结果表明，2 种钢的析出相均为 fcc 结构。利用其(200)晶面间距，计算(Ti, Mo)C 和(Ti, Mo, Nb)C 粒子的晶格常数，分别为 0.432 和 0.436 nm，后者略大于前者。其主要是 Nb 的原子半径较大所致。

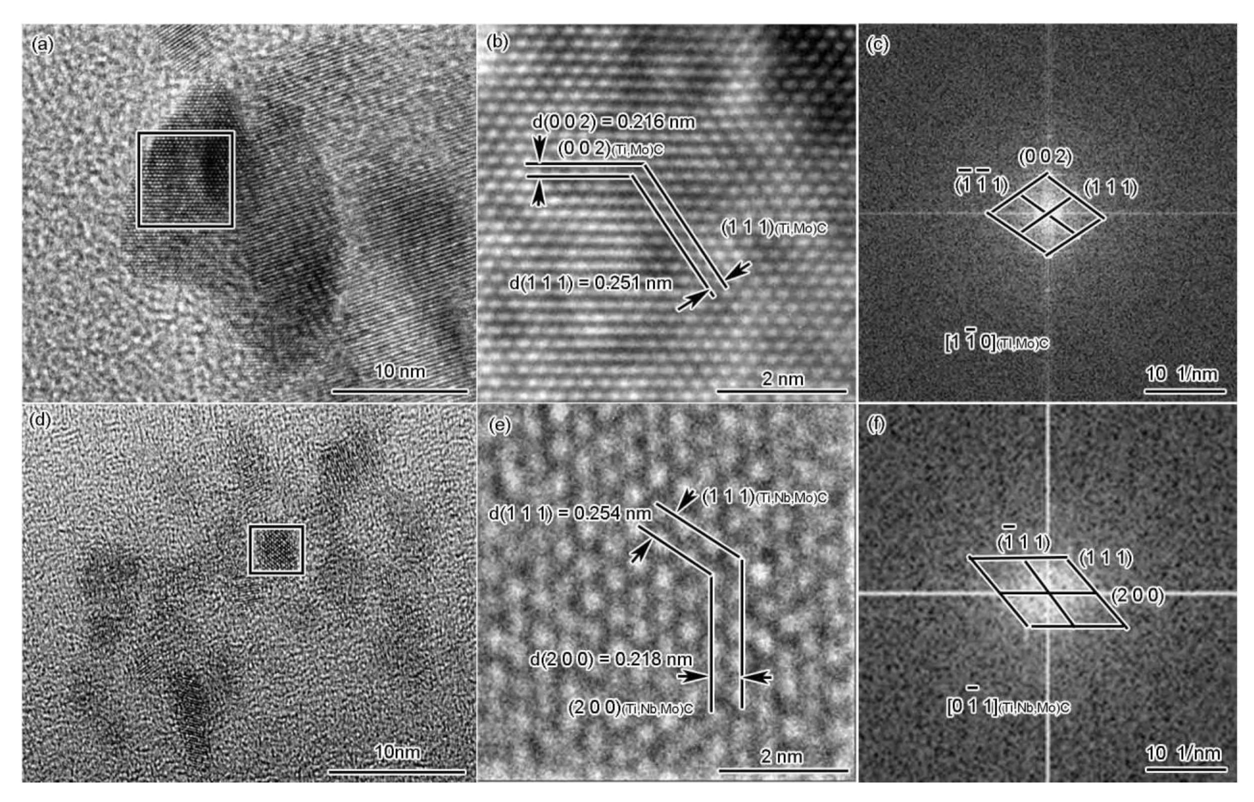


图 9 Ti-Mo 钢与 Ti-Mo-Nb 钢析出相的 HRTEM 像和 Fourier 变换谱

Fig.9 Low (a, d) and high magnified (b, e) HRTEM images and corresponding fast Fourier transformation (FFT) diffractograms (c, f) of the interphase precipitation carbides in specimens of Ti-Mo (a~c) steel and Ti-Mo-Nb (d~e) steels

随机选取多个观测视野，利用截线法统计第二相析出粒子的尺寸分布，结果如图 10 所示。其中，Ti-Mo 钢中(Ti, Mo)C 粒子和 Ti-Mo-Nb 钢中(Ti, Mo, Nb)C 粒子的平均粒径分别为 12.11 和 8.69 nm。(Ti, Mo)C 粒子颗粒尺寸集中在 5~10 nm 之间，粒径小于 10 nm 的颗粒数为 60.5%；而 Ti-Mo-Nb 钢中(Ti, Mo, Nb)C 的颗粒尺寸集中分布于在 2~5 nm 之间，粒径小于 10 nm 的颗粒为 75.3%。可见，Ti-Mo-Nb 钢中析出相体积分数更大，粒径更小，是其硬度提高的重要原因。

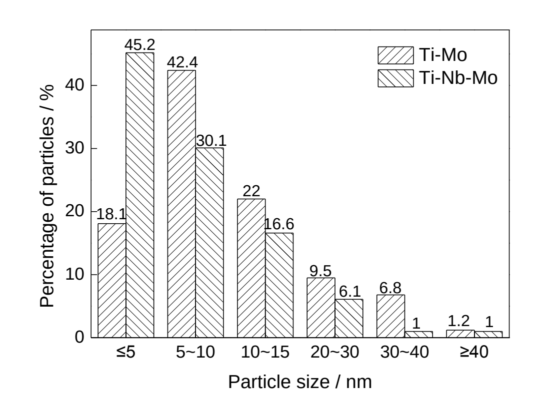


图 10 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢在冷速为 50 ℃/s 时的析出物尺寸分布

Fig.10 Size percentage of the second particles of Ti-Mo and Ti-Mo-Nb steels at cooling rate of 50 ℃/s

另一方面，钢铁材料的硬度还与其组织密切相关。图 11 为 2 种钢在 900 ℃下变形后的奥氏体晶粒形貌。从图中可以看出，2 种钢中奥氏体晶粒均被不同程度地拉长，其中，Ti-Nb-Mo 钢的奥氏体扁平化程度明显比 Ti-Mo 钢的严重。经测量后 Ti-Nb-Mo 钢的奥氏体平均晶粒尺寸为 9.69 μm，Ti-Mo 钢的奥氏体平均晶粒尺寸为 12.94 μm。意味着 2 种钢第二道次变形均在未再结晶区进行。由于钢中固溶的 Nb 在变形过程中将在奥氏体晶界、亚晶界和位错线上析出，能够有效地阻止晶界、亚晶界和位错的运动，起到强烈地抑制再结晶和晶粒长大作用[29]，进而细化变形后的原始奥氏体，从而使得冷却后的组织更为细小，组织硬度提高。相关结果在图 7 和图 8 中获得证实。此外，与 Ti-Mo 钢相比，由于晶粒细化等因素的影响，Ti-Mo-Nb 钢贝氏体相变开始温度更低，有利于基体中板条贝氏体的形成，进而使得 Ti-Mo-Nb 钢的显微硬度进一步提高，如图 4 所示。

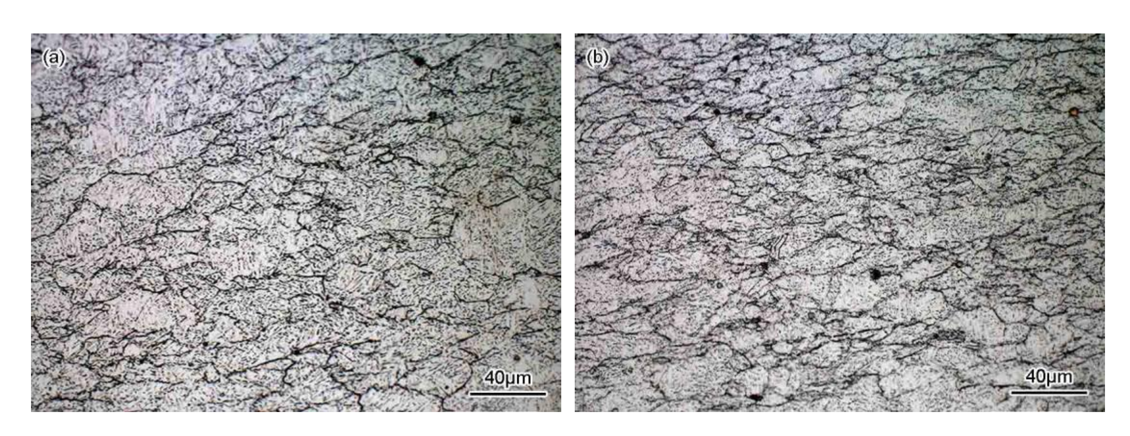


图 11 Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 钢变形后奥氏体晶界图

Fig.11 Austenite grain boundary diagram of Ti-Mo (a) steel and Ti-Mo-Nb (b) steel after deformation

3 结论

(1) Nb 元素能够提高钢的 Ac_1 和 Ac_3 温度，降低冷却过程中奥氏体的分解温度，缩小铁素体-珠光体相区，使贝氏体相区向左下方移动，细化相变后的组织。

(2) 变形过程中，Ti-Mo 和 Ti-Mo-Nb 微合金钢中均会应变诱导析出碳化物，分别为(Ti, Mo)C 和 (Ti, Nb, Mo)C 粒子，呈随机分布。2 种析出物均为 NaCl 型结构，晶格常数分别为 0.432 和 0.436 nm，平均粒径分别为 12.11 和 8.69 nm。

(3) 在冷速为 20~50 ℃/s 的范围内，与 Ti-Mo 钢相比，Ti-Nb-Mo 钢中组织更加细小，硬度更高，其主要是钢中存在大量纳米级(Ti, Nb, Mo)C 粒子所致。

参考文献

[1] Shimizu T, Funakawa Y, Kaneko S. High strength steel sheets for automobile suspension and chassis use-high strength hot-rolled sheet steel with excellent press formability and durability for critical safety parts [J]. JFE Technical Report, 2004, 4: 25

[2] Jha G, Das S, Sinha S, et al. Design and development of precipitate strengthened advanced high strength steel for automotive application [J]. Mater. Sci. Eng., 2013, A561: 394

[3] Funakawa Y. Mechanical properties of ultra fine particle dispersion strengthened ferritic steel [C]. Mater. Sci. Forum. Trans. Tech. Publications, 2012: 706

[4] Wang W，Shan Y Y，Yang K. Effect of acicular ferrite constitution on strength of ultralow-carbon micro-alloyed pipeline steel [J]. Acta. Metall. Sin., 2007, 43: 578

(王伟, 单以银, 杨 柯. 超低碳微合金管线钢中针状铁素体的组成对强度的影响 [J]. 金属学报, 2007, 43:

578)

[5] Mao X P, Chen Q L, Sun X J, et al. Metallurgical interpretation on grain refinement and synergistic effect of Mn and Ti in Ti-microalloyed strip produced by TSCR [J]. J Iron Steel Res., Int., 2014, 21(1): 30

[6] Zhang K, Sun X J, Yong Q L, et al. Effect of temperature time on microstructure and mechanical properties of high Ti microalloyed quenched martensitic steel [J]. Acta. Metall. Sin. 2015, 51: 553

(张 可, 孙新军, 雍岐龙, 等. 回火时间对高 Ti 微合金化淬火马氏体钢组织及力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2015, 51: 553)

[7] Chen J, LüM Y, Tang S, et a1. Microstructure, mechanical properties and interphase precipitation behaviors in V-Ti microalloyed steel [J]. Acta. Metall. Sin., 2014, 50: 524

(陈 俊, 吕梦阳, 唐 帅, 等. V-Ti微合金钢的组织性能及相间析出行为 [J]. 金属学报, 2014, 50: 524)

[8] Kestenbach H J, Campos S S, Morales E V. Role of interphase precipitation in microalloyed hot strip steels [J]. Mater. Sci. Technol., 2006, 22: 615

[9] Yang G W, Sun X J, Yong Q L, et al. Austenite grain refinement and isothermal growth behavior in a low carbon vanadium microalloyed stee l [J]. J Iron Steel Res. Int., 2014, 21: 757

[10] Li X L, Wang Z D. Interrphase precipitation behaviors of nanometer-sized carbides in a Nb-Ti-bearing low-carbon microalloyed steel [J]. Acta. Metall. Sin., 2015, 51: 417

(李小琳, 王昭东. 含Nb-Ti低碳微合金钢中纳米碳化物的相间析出行为 [J]. 金属学报, 2015, 51: 417)

[11] Funakawa Y, Shiozaki T, Tomita K, et al. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides [J]. ISIJ Int., 2004, 44: 1945

[12] Zhang Z Y, Sun X J, Li Z D, et al. Effect of nanometer-sized carbides and grain boundary density on performance of Fe-C-Mo-*M*(*M*=Nb, V or Ti) fire resistant steels [J]. Chin. J Mater. Res., 2015, 29: 269

(张正延, 孙新军, 李昭东,等. 纳米级碳化物及小角界面密度对 Fe-C-Mo-*M*(*M*=Nb、V 或 Ti)系钢耐火性的影响 [J]. 材料研究学报, 2015, 29: 269)

[13] Jang J H 1. Interphase precipitation in Ti-Nb and Ti-Nb-Mo bearing steel [J]. Mater. Sci. Technol., 2013, 29: 309

[14] Bu F Z, Wang X M, Chen L, et al. Performance of nanosized carbides precipitation and microstructure evolution in tempering process of Ti-Nb-Mo microalloyed steel [J]. Trans. Mater. Heat. Treat., 2015, 36(8): 96

(卜凡征, 王学敏, 陈琳,等. Ti-Nb-Mo 微合金钢回火过程中纳米碳化物的析出行为及组织演变 [J]. 材料热处理学报, 2015, 36(8): 96)

[15] ZHANG L. Effect of Nb on microstructure of CFB/M multiphase steel [D]. Beijing: North China Electric Power University, 2009

(张 楠. Nb 对 CFB/M 复相钢组织的影响[D]. 北京: 华北电力大学, 2009)

[16] Weng Y Q. Microstructure refinement theory and control technology of ultrafine grained steel [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2003: 57

(翁宇庆. 超细晶钢-钢的组织细化理论与控制技术 [M]. 北京: 冶金工艺出版社. 2003: 57)

[17] Mecozzi M G, Sietsma J, Zwaag S V D. Analysis of γ → α transformation in a Nb micro-alloyed C-Mn steel by phase field modelling [J]. Acta Mater., 2006, 54: 1431

[18] Liu X F, Jia T, Zhu B Q. Modeling the effect of Nb on austenite→ferrite phase transformation kinetics [J]. J. Northeastern Univ. (Nat. Sci.), 2016, 37: 642

(刘雪峰, 贾涛, 朱本强. Nb 对奥氏体→铁素体相变动力学影响的模型 [J]. 东北大学学报(自然科学版), 2016, 37: 642)

[19] Bradley J R, Aaronson H I. Growth kinetics of grain boundary ferrite allotriomorphs in Fe-C-X alloys [J]. Metall. Trans., 1981, 12A: 1729

[20] Fossaert C, Rees G, Maurickx T, et al. The effect of niobium on the hardenability of microalloyed austenite

[J]. Metall. Mater. Trans, 1995, 26A: 21
[21] Yuan X Q, Liu Z Y, Jiao S H, et al. The onset temperatures of γ to α-phase transformation in hot deformed and non-deformed Nb micro-alloyedsteels [J]. ISIJ Int., 2006, 46: 579
[22] Chen C Y, Yen H W, Kao F H, et al. Precipitation hardening of high-strength low-alloy steels by nanometer-sized carbides [J]. Mater. Sci. Eng. A, 2009, 499: 162
[23] Duan X G, Cai Q W, Wu H B. Duan X, Cai Q, Huibin W U. Ti-Mo ferrite matrix micro-alloy steel with nanometer-sized precipitations [J]. Acta. Metall. Sin., 2011, 47: 251
（段修刚，蔡庆伍，武会宾.Ti-Mo全铁素体基微合金高强钢纳米级尺度析出相 [J].金属学报，2011，47：251）
[24] Yong Q L. Secondary Phases in Steels [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 27
（雍岐龙. 钢铁材料中的第二相 [M]. 北京：冶金工业出版社, 2006: 27）
[25] Irvine K J, Pickering F B, Gladman T. Grain-refined C-Mn steels [J]. J Iron Steel Inst, 1967, 205: 161
[26] Nordberg H, Aronsson B. Solubility of niobium carbide in austenite [J]. J Iron Steel Inst, 1968, 206: 1263
[27] Pavlina E J, Speer J G, Tyne C J V. Equilibrium solubility products of molybdenum carbide and tungsten carbide in iron [J]. Scr. Mater., 2012, 66: 243
[28] Xu Y, Sun M X, Zhou Y L, et al. Precipitation behavior of (Nb,Ti)C in coiling process and its effect on micro-mechanical characteristics of ferrite [J]. Acta. Metall. Sin., 2015, 51: 31
(徐 洋, 孙明雪, 周砚磊等. (Nb,Ti)C 在轧后卷取中的析出及对铁素体相微观力学特征的影响 [J]. 金属学报, 2015, 51: 31)
[29] Wu J B, Liu G Q, Wang H. Effect of Nb,Ti and V on the hot deformation behavior of low carbon Nb micro-alloyed steels [J]. Acta. Metall. Sin., 2010, 46: 838
(吴晋彬, 刘国权, 王 浩. Nb, Ti 和 V 对含 Nb 微合金钢热变形行为的影响 [J]. 金属学报, 2010, 46: 838)